

Леся СВІРСЬКА, Галина КРЕЧКОВСЬКА, Олександра СТУДЕНТ, Іван КУРНАТ

ВПЛИВ ЕКСПЛУАТАЦІЙНОЇ ДЕГРАДАЦІЇ СТАЛІ 34ХН3М НА ОПІР ДО КОРОЗІЙНО-ВТОМНОГО РУЙНУВАННЯ

*Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України
вул. Наукова, 5, м. Львів, 79060, Україна.
E-mail: lesyasvirska@gmail.com*

Lesya SVIRSKA, Halyna KRECHKOVSKA, Oleksandra STUDENT, Ivan KURNAT

EFFECT OF OPERATION DEGRADATION ON THE FRACTURE RESISTANCE OF 34XN3M STEEL DURING CORROSION-FATIGUE TEST

*Karpenko Physico-Mechanical Institute of the National Academy of Sciences of Ukraine
5, Naukova St., Lviv, 79060, Ukraine. E-mail: lesyasvirska@gmail.com*

ABSTRACT

It was investigated the high cycle fatigue in air and in the model corrosion environment of the 34KhN3M steel after operation during $\sim 3 \times 10^5$ h in the disc of separately stage of a low-pressure cylinder of a steam turbine of a thermal power plant. The obtained results were compared with the properties of steel in the initial state.

The fatigue limit σ_{-1} of the 34KhN3M steel in the initial state on air is significantly higher (almost 44%) than after its long-time exploitation. This difference is caused by the degradation of the steel during exploitation. The relative fatigue limit of the 34KhN3M steel in the initial state after testing in corrosive environment decreased by more than 4,5 times compared with testing on air (at test on the base near 5×10^7 cycles). In particular the relative fatigue limit of this steel in environment σ_{-1c} decreased to 103 MPa, relative of the obtained at air test the value σ_{-1} equals 429 MPa. A similar tendency was revealed on the exploited steel, but difference between the levels of σ_{-1} and σ_{-1c} was significantly less (the difference between them did not exceed 54%). This effect was explained by an influence of the long-term hydrogenation of the steel in service conditions. As a result the short-term impact of an additional embrittlement factor in the form of external corrosive environment was become less noticeable.

KEY WORDS: *service degradation, steam turbine blade set, corrosive-fatigue fracture, hydrogen effect.*

ВСТУП

Більша частина потужностей теплової енергетики України потребує докорінного оновлення технологічного устаткування. Це значною мірою відноситься до елементів лопаткового апарата парових турбін. Основними причин їх пошкодження вважають зародження та поширення тріщин від вібрацій, високі статичні та циклічні навантаження, концентратори напружень, корозійна втоми тощо. Крім того не можна не рахуватися із можливим погіршенням властивостей сталей в експлуатаційних умовах. Тому інформація про вплив тривалої експлуатації сталей елементів парових турбін на зміну їх фізико-механічних властивостей важлива для коректного оцінювання залишкового ресурсу роторів.

Енергетики усього світу зіштовхуються з проблемою непрогнозованого руйнування елементів лопаткового апарата парових турбін [1–3]. Причому, зрозуміло, що в міру зростання тривалості експлуатації турбін число пошкоджень в дисках збільшується. Досвід експлуатації парових турбін свідчить, що більшість випадків корозійного пошкодження їх елементів спричинені впливом пари. Адже серед чинників, які сприяють пошкодженню дисків турбін, є середовище. Завдяки наявності корозійно-активних домішок у парі та утворенню твердих відкладів пришвидшуються корозійні процеси з формуванням виразок та тріщин на поверхні металу [4]. Тому, метою роботи було дослідити чутливість металу з експлуатованого диску ротора парової турбіни ТЕС до сумісного впливу середовища та циклічних навантажень.

МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Об'єкт дослідження: сталь 34ХНЗМ з обода диска парової турбіни К-100-90 після 3×10^5 h експлуатації та у вихідному стані. Для цього заготовки з цієї сталі у стані постачання термічно обробили за режимами, рекомендованими для дисків роторів [5]. Для гомогенізації структури та формування відповідних властивостей сталь нормалізували за температури 920°C впродовж 2 h з подальшим відпуском за температури 690°C впродовж 3 h та охолодженням на повітрі. Регламентовані властивості досягали гартуванням заготовок в оливі після витримування за температури 870°C впродовж 1 h з подальшим їх відпуском з експозицією впродовж 2 h за температури 650°C та охолодженням на повітрі. Хімічний склад досліджених варіантів сталі наведено у табл. 1.

Таблиця 1. Хімічний склад сталі 34ХНЗМ диска парової турбіни, mass. %
Table 1. Chemical composition of 34KhN3M steel from steam turbine disc, mass. %

Стан металу	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Mo	Fe
Вихідний стан	0,33	0,37	0,62	2,9	0,035	0,03	0,9	0,3	Решта
Після експлуатації	0,32	0,41	0,59	2,8	0,053	0,039	0,91	0,29	Решта

Основні механічні характеристики металу диска парової турбіни у вихідному стані наведено табл. 2.

Таблиця 2. Механічні характеристики металу з диска парової турбіни
Table 2. Mechanical properties of metal from steam turbine disc

	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, MJ/m ²	HB
Сталь 34ХНЗМ	686...882	≥ 813	≥ 13	≥ 35	$\geq 0,5$	340

Для випроб на багатоциклову втому використали гладкі циліндричні зразки (рис. 1 а), виготовлені згідно ГОСТ 28841-80 [6]. Зразки з експлуатованої сталі 34ХНЗМ вирізали з обода диску згідно схеми (рис. 1 с). Зразки зі сталей у вихідному стані виточували з пруткового прокату з припуском на шліфування 1,0 mm. Перед шліфуванням заготовки термічно обробляли за прийнятими для диска ротора парової турбіни режимами термічного оброблення, описаними вище. Для усунення слідів механічного шліфування і забезпечення високої збіжності отриманих результатів, робочу частину всіх зразків перед випробами полірували. Після цього зразки навантажували за схемою обертового згину з використанням симетричного циклу навантаження частотою 50 Hz на установці ІМА-5 (рис. 1 б).

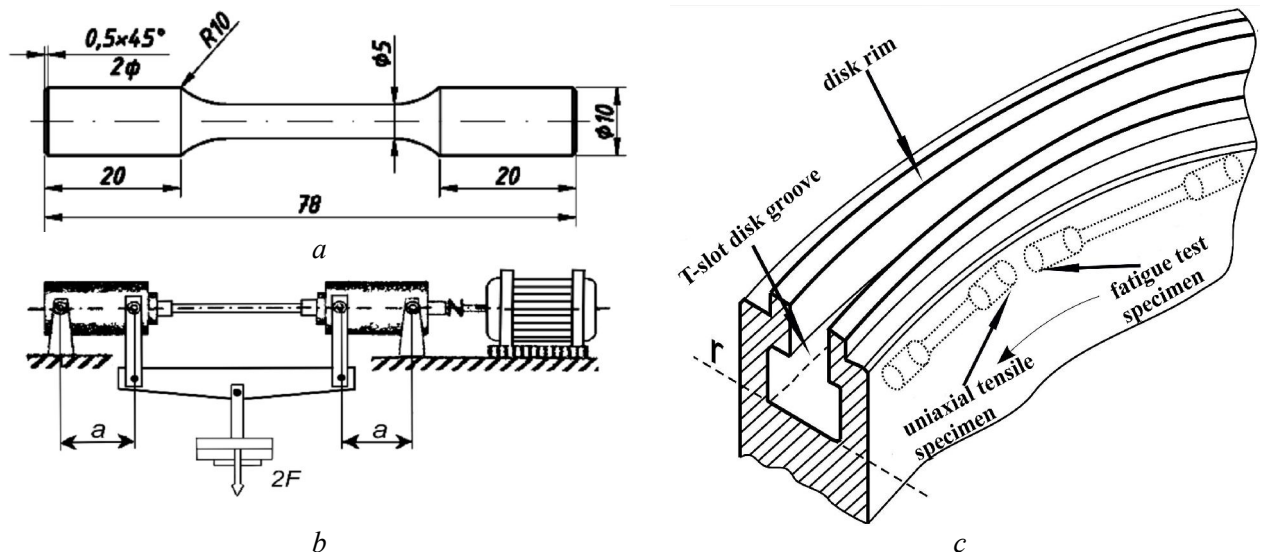


Рис. 1. Зразок (а), схема його вирізання з обода диска парової турбіни (с) та схема навантаження зразків на установці ІМА-5 для випроб на багатоциклову втому (б).
Fig. 1. Scheme for cutting out specimens from the steam turbine disc rim (a), specimen (c) and scheme of specimen loading by using IMA-5 facility for high cycle fatigue testing (b).

Випробування проводили за кімнатної температури на повітрі та у корозійному середовищі. За середовище використали модельне корозивне середовище (pH = 6,6), до складу якого входили: дистильована вода з додаванням, mg/kg: 20 NaCl, 5 SiO₂, 2 Na₂SO₄ та 2 NaOH. Використана концентрація домішок у 100 разів перевищувала допустиму для експлуатації парових турбін. Але аналіз відкладень на елементах ротора показав, що в околі концентраторів на їх поверхнях вміст домішок може досягати саме такого рівня [7]. Цим модельним середовищем безперервно змочували фібротканину, яку обмотували навколо робочої частини зразків. Таким чином, забезпечили постійний контакт робочої поверхні зразків з корозійним середовищем [8].

Рівень напружень, які діяли на зразки під час їх випробувань, розраховували згідно формули $\sigma = M/W = (32Pl)/(\pi d^3)$, де M – згинальний момент, незмінний по довжині робочої частини зразка; W – момент опору; P – зусилля, прикладене до зразка; l – відстань між точкою прикладання сили до зразка і найближчою опорою; d – діаметр зразка [9].

За кількістю циклів до руйнування зразків N , яку фіксував швидкісний імпульсний лічильник, побудували криві втоми у координатах максимальне напруження у симетричному циклі навантаження (σ_{\max}) – кількість циклів до руйнування (N) зразків, з яких визначали границю витривалості. Випробування починали за рівня напружень $2/3\sigma_B$, і на кожному наступному зразку його поступово знижували до виходу на той максимальний, за якого в межах прийнятої бази випробувань (10^7 циклів на повітрі та 5×10^7 циклів у середовищі) зразки не руйнувалися. Його прийняли за границю витривалості σ_{-1} (на повітрі) і умовну границю витривалості σ_{-1c} (у середовищі). Для визначення границі витривалості використали не менше п'яти зразків за рівня напружень $(0,95 \dots 1,05) \times \sigma_{-1}$. Причому 2–3 з них не руйнувалися за досягнення бази випробувань.

РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

З аналізу поверхні зламу обода диска, пошкодженого під час експлуатації, прийшли до висновку, що його руйнування розпочалося в околі Т-подібного паза на ньому, який створив високу концентрацію напружень. На зламі чітко виділили 2 локальні фронти докритичного росту тріщини (рис. 2). Окисна плівка на поверхні зламу в межах цих підростань темна (отже високотемпературна), тоді як в рельєфнішій зоні доламу вона покрита свіжою іржею (рис. 2 б).

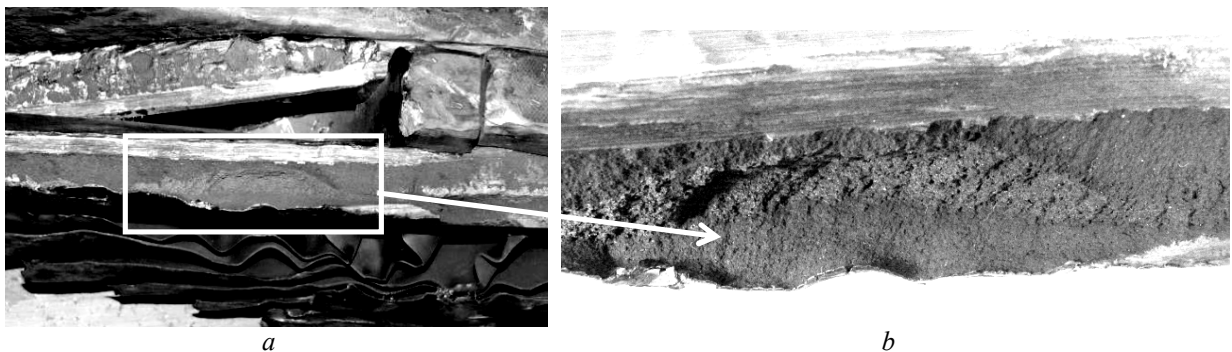


Рис. 2. Фрагмент поверхні руйнування диска ротора парової турбіни на місці обода, відірваного від диска після тривалої експлуатації (а), і деталізація виділеного елемента за вищої роздільної здатності (б).

Fig. 2. Fragment of the fracture surface of the disk of a steam turbine rotor at the place of the rim torn off from the disk after long-term operation (a), and detailing of the selected element at a higher resolution (b).

Оскільки на етапі докритичного росту втомної тріщини в диску домінували типові елементи корозійно-втомного рельєфу з істотним вторинним розтріскуванням вздовж меж зерен, то зразки експлуатованої сталі 34ХН3М дослідили на багатоциклову втому на повітрі і в модельному корозійному середовищі. Отримані результати порівнювали з отриманими для сталі у вихідному стані. За результатами випробувань гладких зразків на повітрі на базі випробувань 10^7 циклів отримали криві втоми для сталі 34ХН3М у вихідному стані та після 3×10^5 h експлуатації в диску ротора циліндра низького тиску парової турбіни ТЕС (рис. 3 а).

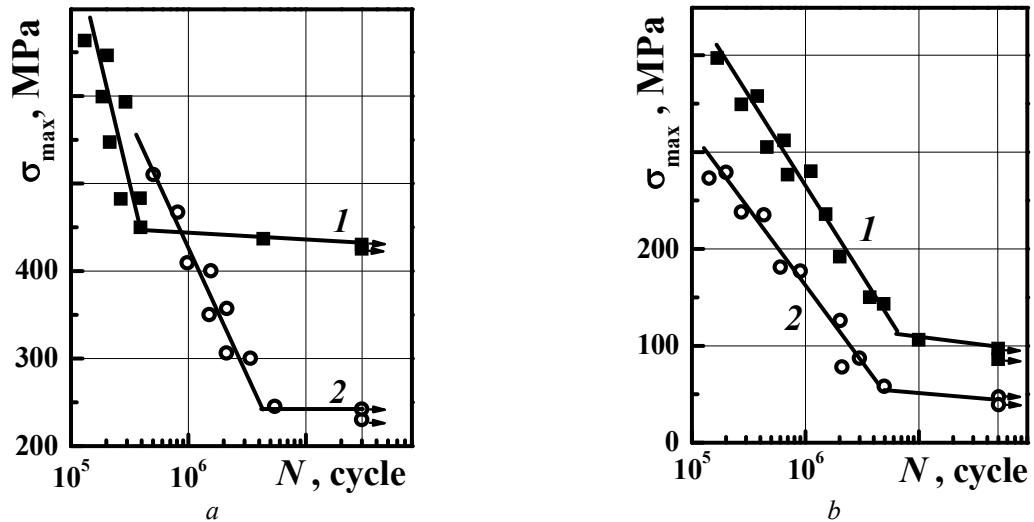


Рис. 3. Криві втоми сталі 34ХНЗМ у вихідному стані (1) та після експлуатації впродовж $\sim 3 \times 10^5$ h в диску ротора (2), отримані за випроб на повітрі (a) та в модельному корозивному середовищі (b).
 Fig. 3. Fatigue curves for 34KhN3M steel in the initial state (1) and after operation during $\sim 3 \times 10^5$ h in a rotor's disk (2) obtained for testing in air (a) and in the model corrosive environment (b).

Встановили, що границя витривалості сталі у вихідному стані значно вища, ніж експлуатованої. Зокрема, границя витривалості σ_{-1} експлуатованої сталі становила 242 МПа, тоді як сталі у вихідному стані – 429 МПа. Настільки істотну різницю (рівень σ_{-1} знизився майже на 44 %) пов'язали з деградацією сталі за дії жорстких експлуатаційних умов.

На фрактограмах зруйнованих зразків спостерігали типове крізьзеренне зародження втомної тріщини від поверхні зразка внаслідок зсувів в зонах максимальної концентрації напружень в околі найглибших інтрузій (рис. 4 a).

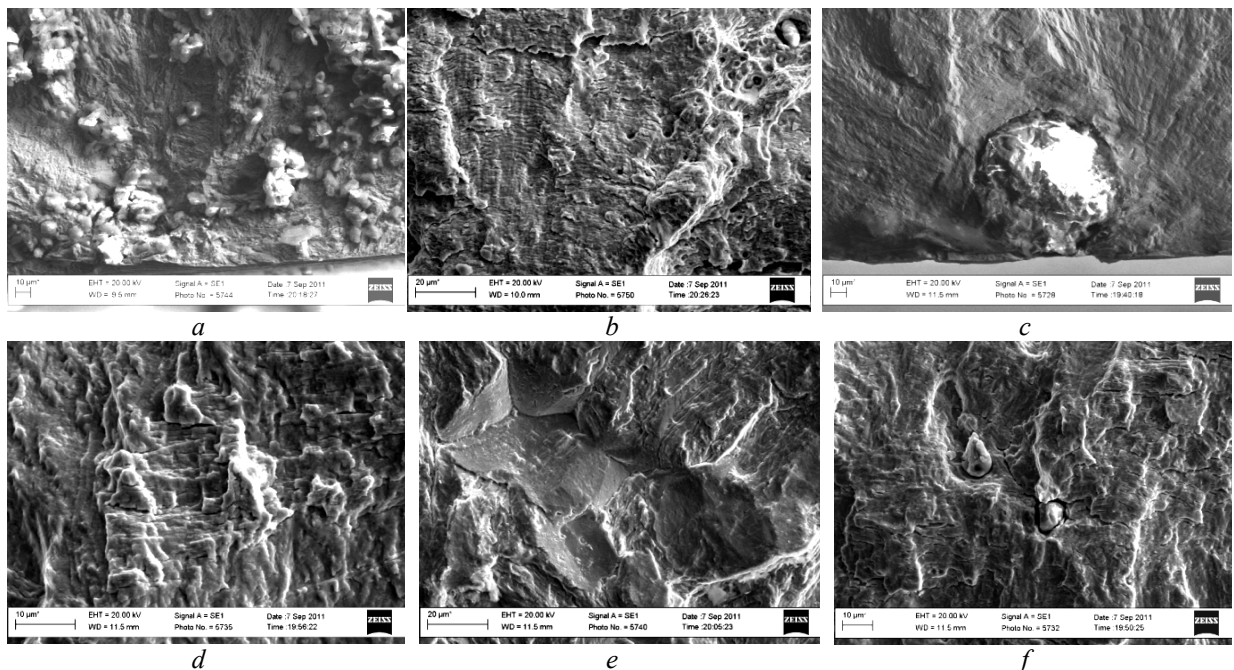


Рис. 4. Фрактограми зразків сталі 34ХНЗМ у вихідному стані (a, b) та експлуатованої впродовж $\sim 3 \times 10^5$ h у диску ротора (c-e), після випроб обертовим згиним у повітрі за напружень ~ 450 і ~ 306 МПа відповідно.

Fig. 4. Fractograms for the 34KhN3M steel in the initial state (a, b) and the operated during $\sim 3 \times 10^5$ h in a rotor's disk (c-e) after torsional bending fatigue tests in air at stresses of ~ 450 and ~ 306 МPa, respectively.

Руйнування поширювалося за класичним механізмом втоми з формуванням витягнутих у напрямі руйнування фестонів, поперек яких чітко виділялися втомні борозенки (рис. 4 *b*). Відзначили також істотне пошкодження гребенів між суміжними фестонами в сталі у вихідному стані, що є ознакою контактування берегів тріщини в циклі навантаження через ефект закриття тріщини, спричинений підвищеною шорсткістю поверхні втомного зламу.

У сталі з диску тріщини зароджувалися від приповерхневих дефектів експлуатаційного походження. Підтверджували це міжзеренні фасетки як ознака механізму корозійної втоми, виявлені в межах цих округлих зон (рис. 4 *c*). Крізьзеренне руйнування з утворенням фестонів, поперек яких розташовуються борозенки, продовжувалося лише поза цими зонами (рис. 4 *d*). Причому в експлуатованій сталі (на відміну від сталі у вихідному стані) вторинні тріщини декорували втомні борозенки, що є прямою ознакою окрихчення сталі в часі експлуатації. На етапі докритичного росту втомної тріщини траплялися також міжзеренні фрагменти у вигляді невеликих (завбільшки до 5...7 зерен) зон (рис. 4 *e*), які взагалі не зустрічалися на зламах сталі у вихідному стані. Про окрихчення експлуатованої сталі свідчила також велика кількість відокремлених від матриці неметалевих включень або лише їх слідів на зламах (рис. 4 *f*). Втрата їх когезії з матрицею та ініційоване ними вторинне розтріскування є прямою ознакою негативної ролі експлуатаційної деградації сталі, яка проявилася під час втомних випроб. На зламах сталі у вихідному стані після випроб на повітрі подібних ознак деградації не фіксували.

Отже, випробі показали суттєве зниження границі втоми експлуатаційно деградованої сталі 34ХНЗМ відносно сталі у вихідному стані. Округлі міжзеренні фрагменти руйнування і втрата зв'язку неметалевих включень з матрицею вважали фрактографічними ознаками деградації сталі під час її тривалої експлуатації в паровій турбіні.

Під час оцінювання втомної довговічності експлуатованої сталі дисків крім врахування впливу робочих напружень, слід взяти до уваги вплив технологічного середовища. Загальні вимоги до хімічного контролю якості конденсату, живильної води і пари блочних установок ТЕС чітко регламентовані [10]. Попри це все таки не завжди вдається виключити можливість потрапляння корозійно-активних домішок до складу реальних робочих для парових турбін середовищ, які в зоні фазового переходу ротора та підвищених механічних напружень сприяють утворенню корозійних пошкоджень в елементах протічної частини парової турбіни. З урахуванням цього, проаналізували вплив модельного середовища (зі стократним перевищенням допустимих меж за вмістом складників у технологічному середовищі) на втомну витривалість сталі у вихідному стані та після її експлуатації. Отримані криві корозійної втоми за випроб у модельному корозивному середовищі показали посилення впливу деградації на втомну довговічність сталі (рис. 3 *b*). В корозивному середовищі границя витривалості σ_{1C} сталі у вихідному стані становила 100 МПа, а експлуатованої – 45 МПа. Отже, у середовищі границя витривалості σ_{1C} сталі у вихідному стані знизилася майже в 4,5 рази порівняно з випробами на повітрі, а експлуатованої сталі – майже у 5 разів. Таким чином внаслідок експлуатаційної деградації значення σ_{1C} (за випроб у корозивному середовищі) знизилося на 55 %, тоді як ефект деградації на σ_{-1} (за випроб на повітрі) досягав лише 44%.

Попри значне окиснення зламів втомних зразків, випробуваних в корозивному середовищі, все ж встановили особливості руйнування сталі у вихідному стані і після експлуатації у паровій турбіні. Як правило, зародження руйнування зразків в обох варіантах сталі зароджувалося в декількох зонах вздовж периметру їх робочої частини. При цьому формувалися сегментоподібні від поверхневі тріщини, що вважали за ознаку полегшення зародження руйнування під дією корозивного середовища. В подальшому ці тріщини підростали вглиб перерізу зразка аж до злиття їх фронтів. За невисоких рівнів навантаження під час випроб на втому зона доламу зразків розташовувалася аж в центрі їх перерізу. Загалом на зламах зразків з експлуатованої сталі, як і у випадку її випроб на повітрі, зафіксували хаотично розташовані ділянки міжзеренного руйнування, яких не спотерігали на зламах зразків цієї сталі у вихідному стані. Проте, за випроб у середовищі подібних міжзеренних фрагментів на зламах зразків з експлуатованої сталі було значно більше і досить часто їх декорували вторинні тріщини. Зростання долі міжзеренного розтріскування за випроб експлуатованої сталі в середовищі вважали за ознаку ослаблення меж зерен в часі її тривалої експлуатації в паровій турбіні. Тому міжзеренні фрагменти окрихчення, спостережені на зламах зразків цієї сталі,

випробуваних на повітрі, вважали ознакою експлуатаційного пошкодження меж зерен, а в середовищі – за ознаку ослабленої когезії між суміжними зернами.

Отже, більший ефект від впливу середовища на експлуатовану сталь пов'язали з її пошкодженням під час експлуатації, що спричинило різючіший вплив корозивного середовища, як додаткового чинника окрихчення.

ВИСНОВКИ

Випроби гладких зразків на повітрі виявили зниження границі втоми експлуатаційно деградованої сталі 34ХНЗМ на 44 %. Фрактографічними ознаки деградації цієї сталі були поодинокі округлі фрагменти міжзеренного руйнування та відшарування неметалевих включень від матриці. Їх вважали за структурні дефекти, що сформувалися під час тривалої експлуатації сталі в паровій турбіні.

За випроб в середовищі умовна границя витривалості сталі 34ХНЗМ у вихідному стані знизилась майже в 4,3 рази порівняно з випробами на повітрі, а в експлуатованій – у понад 5 разів. Більший ефект від впливу середовища на експлуатовану сталь пов'язали з її пошкодженням під час експлуатації, що сприяло інтенсивнішому впливу корозивного середовища, як додаткового чинника окрихчення. За випроб і на повітрі, і в середовищі на зламах експлуатованої сталі виявили хаотично розташовані ділянки міжзеренного руйнування, які вважали фрактографічною ознакою деградації сталі.

ЛІТЕРАТУРА

1. Naresh Kumar Doneti, Spoorthi Gopagoni, Tariku Achamyeleh. Analysis of steam turbine casing // International Journal of Applied Research in Science and Engineering. – 2017. – Vol. 1, Iss. 10. – P. 474–477.
2. Shigeo Sakurai, Nobuhiro Isobe. Life assessment for creep and fatigue of steam turbine components // Transactions of The Indian Institute of Metals. – 2010. – Vol. 63, Iss. 2–3. – P. 281–288.
3. Arun Kumar H D, Dr. S G Gopala Krishna. Life assessment for creep and fatigue of steam turbine // Blisk International Journal of Advanced Engineering Research and Science. – 2016. – Vol. 3, Iss. 8. – P. 119–124.
4. Student O., Tkachuk Yu., Sydor P. Technical expertise of damaged structural elements of power plant steam turbine // Proceeding 14th International Conference: Mechanika-2009, Kaunas, 2009. – Kaunas: Technologija. – 2009. – P. 396–400.
5. Механические свойства крупных дисков из стали марок 34ХНЗМА, 35ХН1М2ФА и 30ХН32ФА / П. В. Склюев, В. Н. Захаров, Л. И. Кватер и др. // Энергомашиностроение. – 1975. – № 3. – С. 31–33.
6. ASTM E606 / E606M-19, Standard Test Method for Strain-Controlled Fatigue Testing, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2019.
7. Трухный А. Д., Ломакин Б. В. Теплофикационные паровые турбины и турбоустановки. – М.: Типография «Новости», 2002. – 534 с.
8. Карпенко Г. В., Похмурский В. И., Каличак Т. Н. Методы испытаний материалов на усталость при повышенных температурах и периодическом смачивании их жидкой коррозионной средой // Завод. лаб. – 1971. – № 10. – С. 1243–1246.
9. Золотаревский В. С. Механические свойства металлов: 3-е изд., перераб. и доп. – М.: МИСИС, 1998. – 400 с.
10. Методические указания по предотвращению коррозионных повреждений дисков и лопаточного аппарата паровых турбин в зоне фазового перехода: РД 34.30.507-92. – М.: ВТИ. – 1993. – 43 с.